

## 第4章．溶融堆積法による異材二重管の作製

### 4. 1. 緒言

これまで，基本的な形状であるアルミニウム合金の円筒及び角筒形状，円柱及び角柱形状の形状制御条件について検討してきた．熱交換器の配管はアルミニウム合金製パイプの内部銅管を結合した二重管構造となっている．またロケットのノズル部の基本構造は耐熱材料の冷却のために内側を銅で覆った複合構造となっている．このような異材の二重構造は様々な分野で幅広く使用されている．そこで，本章では溶融堆積法の応用として、融点の異なる2種類の合金（アルミニウム合金と銅合金）を用いて、異材間の接合処理を要しない異材二重管を作製し、形状制御条件ならびにアルミニウム合金/銅合金円筒の界面溶着条件を調べた．

低融点合金（アルミニウム合金）円筒と高融点合金（銅合金）円筒の異材二重管を作製には2通りの作製方法がある．1つはアルミニウム合金または銅合金のどちらが異材二重管の内側（外側）にあるのか，もう1つは積層する順番，すなわち2つの合金のどちらを先に積層するかである．ここで，銅合金と比較してアルミニウム合金の熱膨張係数が大きいことから，アルミニウム合金円筒を内側に積層すると，アルミニウム合金円筒の凝固収縮とその後の冷却中の熱収縮により，アルミニウム合金円筒と銅合金円筒の界面剥離が生じ易くなる．そのため，本章ではアルミニウム合金円筒を外側に積層し，銅合金円筒を内側に積層して異材二重管を作製した．次に，積層順に関しては，①アルミニウム合金円筒を作製後，銅合金円筒をその内側に積層する場合，②銅合金円筒を作製後，アルミニウム合金円筒をその外側に積層する場合の2つの方法がある．そこで，本章では，4.2章に最初にアルミニウム合金円筒を作製したのち銅合金溶湯をアルミニウム合金円筒の内側に積層する方式で異材二重管の作製条件を調べ，4.3章に最初に銅合金円筒を作製したのちアルミニウム合金溶湯を銅合金円筒の外側に積層する方式で異材二重管の作製条件を調べた．

## 4. 2. アルミニウム合金円筒作製後，銅合金円筒を作製する方法

### 4. 2. 1. 実験方法

第2章の実験方法と同様の手順により，内径 12mm の Al-4mass%Cu 合金の円柱状試料を作製した．銅合金については，無酸素銅（純度 99.99mass%）と純スズ（純度 99.99mass%）を用いて，Cu-20mass%Sn の組成に配合し，高周波溶解炉を用いてアルゴンガス雰囲気下で溶解した後，アルミニウム合金試料と同じ金型に鑄込んで円柱状の銅合金試料を作製した．その後，底部に細孔（以下ノズルという）を持つ石英管（Cu 合金はムライト管）に，フラックス（Al 合金側は  $\text{KNO}_3$ ，Cu 合金側は  $\text{NaCl}$ ）を入れ，さらにその上に作製したアルミニウムおよび銅合金円柱状試料を入れて Fig.4.1 に示した熔融堆積法装置にセットした．

石英管内をアルゴンガスで置換した後，アルミニウム合金側の電気炉を 993K まで昇温し，その温度に 20 分間保持して円柱状試料を完全に溶解させた．アルミニウム合金側の電気炉を 943K（過熱度 20K）まで 20 分で徐冷し，その温度に 20 分間保持した．同様に銅合金側の電気炉も 1243K に昇温し，その温度に 20 分間保持して円柱状試料を完全に溶解させた．その後，銅合金側の電気炉を 1223K（過熱度 50K）まで 20 分で徐冷し，その温度に 20 分間保持した．引き続いて，各石英管内に 0.13MPa の正圧をかけて各溶湯をノズル先端より回転銅基板上に流出落下させ，積層，凝固させた．

この際，アルミニウム合金の積層開始と銅合金の注湯開始時間を変化させて，異材二重管の形状安定性，アルミニウム合金/銅合金円筒の界面状態および表面平滑性について検討した．

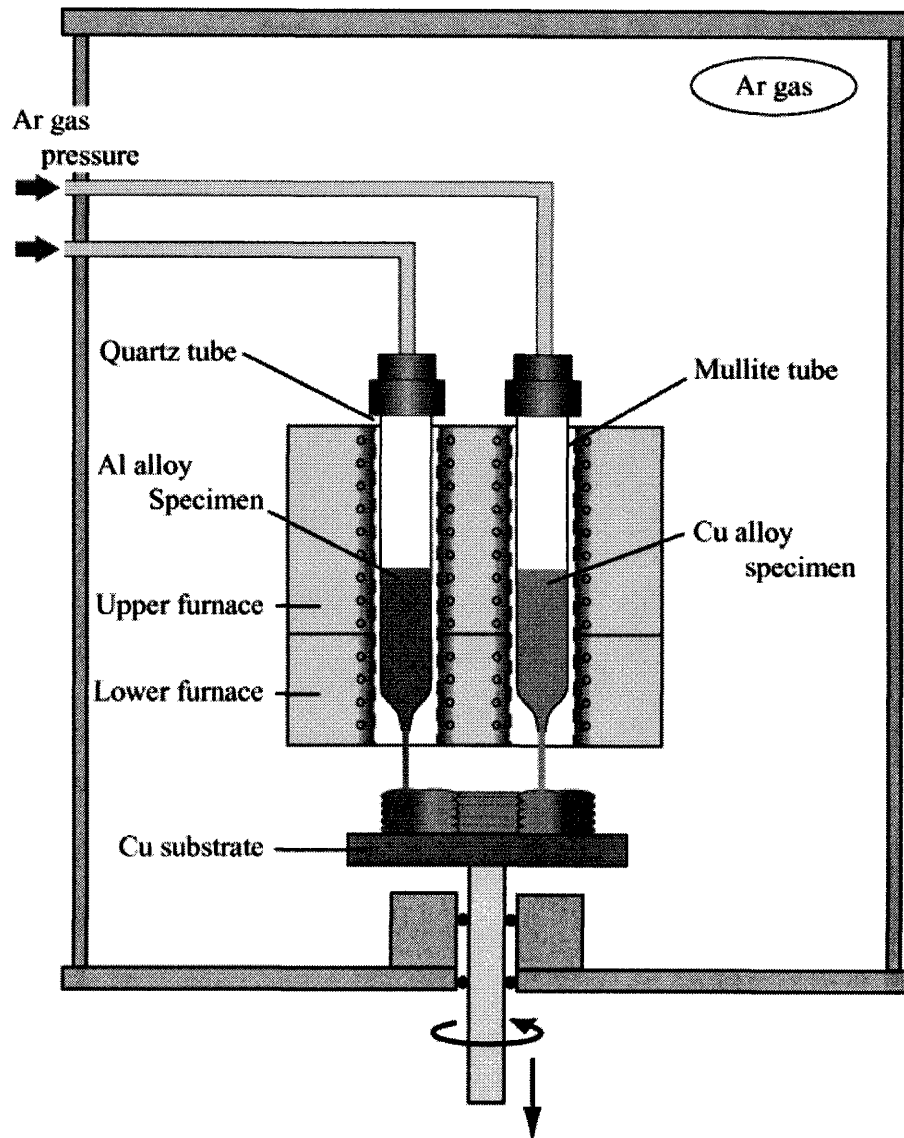


Fig.4.1 Schematic drawing of fused spinning deposition (FSD) apparatus of the casting at the same time.

#### 4. 2. 2. 結果と考察（積層時間間隔の影響）

Fig.4.2 に注湯時間間隔を変化させて作製した異材二重管の外観と縦断面を示す． Fig.4.2 に示すように注湯時間間隔 0 秒で作製した異材二重管は溶断し，形状を保持できなかった．これは，Fig.4.3 に示すように，アルミニウム合金円筒の内側が銅合金円筒からの入熱により界面近傍が再溶解し，界面溶着が達成される．しかし，その後の積層数の増加とともに銅合金円筒からの入熱が過剰となり，再溶解領域が界面に留まらずアルミニウム円筒外側へ達し，再溶解領域（液相率 0.7 以上）が基板の遠心力により円周方向へ流出したと考えられる．また，362 秒で作製した異材二重管は界面で剥離し，界面溶着はみられなかった．一方，Fig.4.2b,e に示すように注湯時間間隔 196 秒で作製した異材二重管においては，アルミニウム合金内筒/銅合金外筒の界面上部において溶着がみられた．

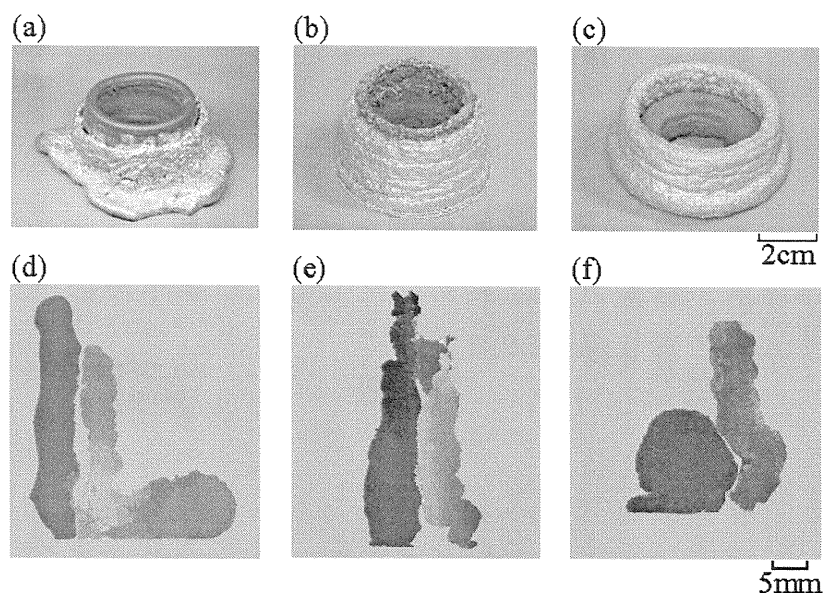


Fig.4.2 (a-c)Appearance and (d-f)vertical section of the double pipe casting after the Cu alloy casting of (a,d) 0sec (b,e) 196sec (c,f)362sec.

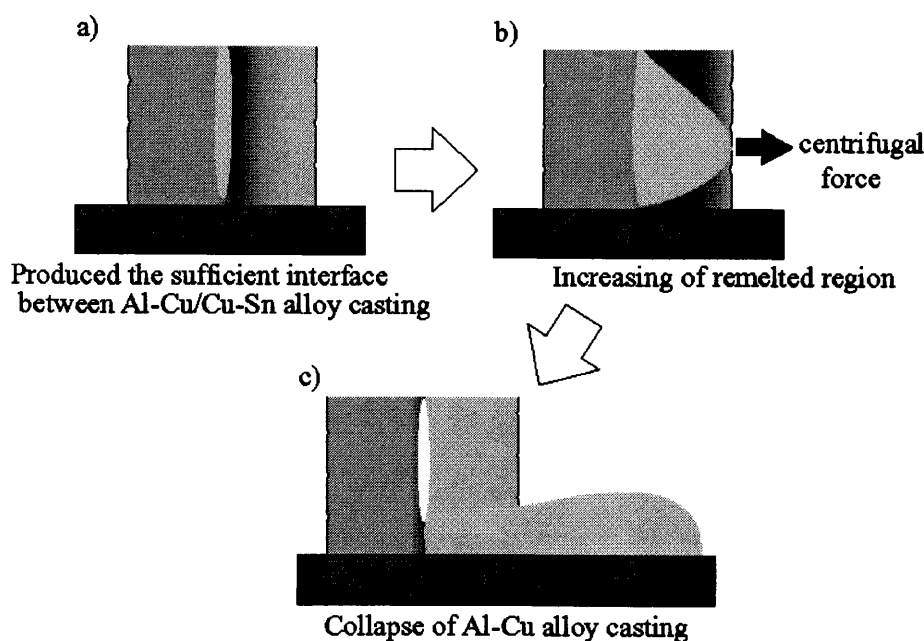


Fig.4.3 Schematic drawing of collapse process of Al-Cu alloy casting.

Fig.4.4 に注湯時間間隔 196 秒で作製した異材二重管のアルミニウム合金/銅合金円筒界面 (Fig.4.4b の線で囲まれた部位) の SEM 像および線分析結果を示す. また各相の EDX-SEM による点分析結果を Table 4.1 に示す. Fig.4.4 および Table 4.1 に示すように溶着界面近傍では Al-4mass%Cu 合金および Cu-20mass%Sn 合金とは異なる 4 つの合金相が観察された. また、界面近傍では酸化物などの介在物はみられなかったことから、アルミニウム合金/銅合金円筒の溶着界面は合金化しており、Al-Cu-Sn3 元系の遷移層が形成されることが知られた.

また、Fig.4.4 の界面から離れて、アルミニウム合金円筒の内部において、もう一つの界面が観察された. Fig.4.5 に界面の SEM 像および線分析結果を示す. また各相の EDX-SEM による点分析結果を Table 2.1 に示す. これは Fig.4.5c および Table 4.1 に示すように、界面の左側ではスズが測定され、右側では全く測定されなかったことから、銅合金溶湯の積層時にアルミニウム合金円筒が再溶解され、銅およびスズ元素がこの界面まで達したものと考えられる. すなわち、アルミニウム合金円筒内部の界面は、銅合金溶湯の入熱によってアルミニウム合金

円筒が再溶解した領域と再溶解しなかった領域の界面であることがわかった。一方、注湯時間間隔 0 秒の条件で作製した異材二重管においては、銅合金溶湯からの入熱により再溶解した領域がアルミニウム合金円筒の側表面まで達したため溶断し、形状を保持できなかったと考えられる。これは、雰囲気および基板からの冷却効果よりも銅合金溶湯（内筒）からの入熱効果が大きすぎたためと考えられる。そのため形状を保持するためには内筒の積層中に外筒への適当な冷却を行い、アルミニウム合金外筒の過度な再溶解を防止する必要があることがわかった。

銅合金溶湯からの入熱によるアルミニウム合金外筒の再溶解による界面接合では、アルミニウム合金外筒の肉厚が約 5mm であり、アルミニウム合金の熱伝達は速いため、アルミニウム合金外筒の肉厚方向への温度勾配がつきにくく、冷却を行うとアルミニウム合金外筒内壁を溶着可能な温度に保持することが困難となると考えられる。

次に銅合金円筒を作製後、アルミニウム合金溶湯積層させ、異材二重管の作製方法を検討した。

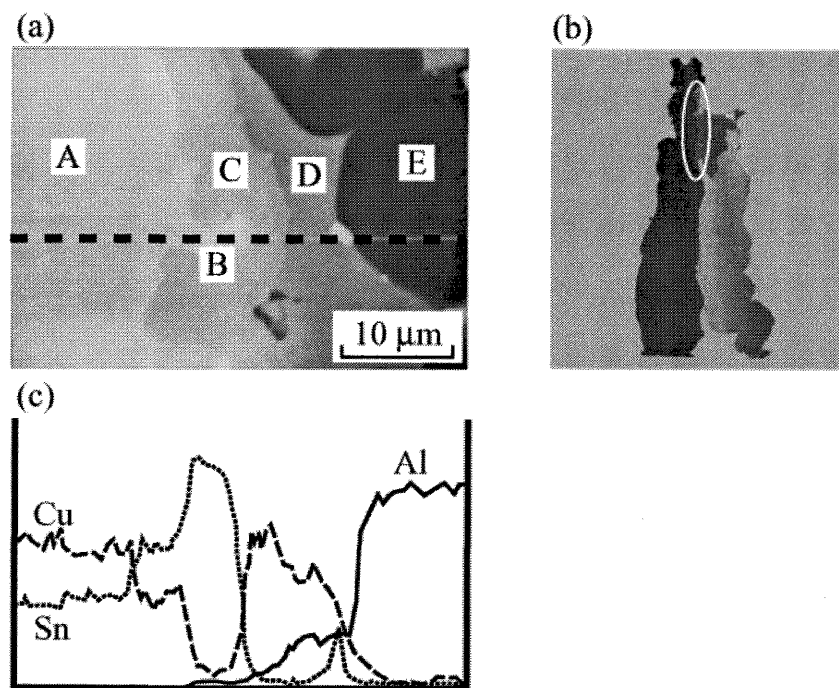


Fig.4.4 (a)Scanning electron micro graphs, (b)appearance and (c)line analysis of the interface between Al alloy and Cu alloy specimen of the casting after 196sec.

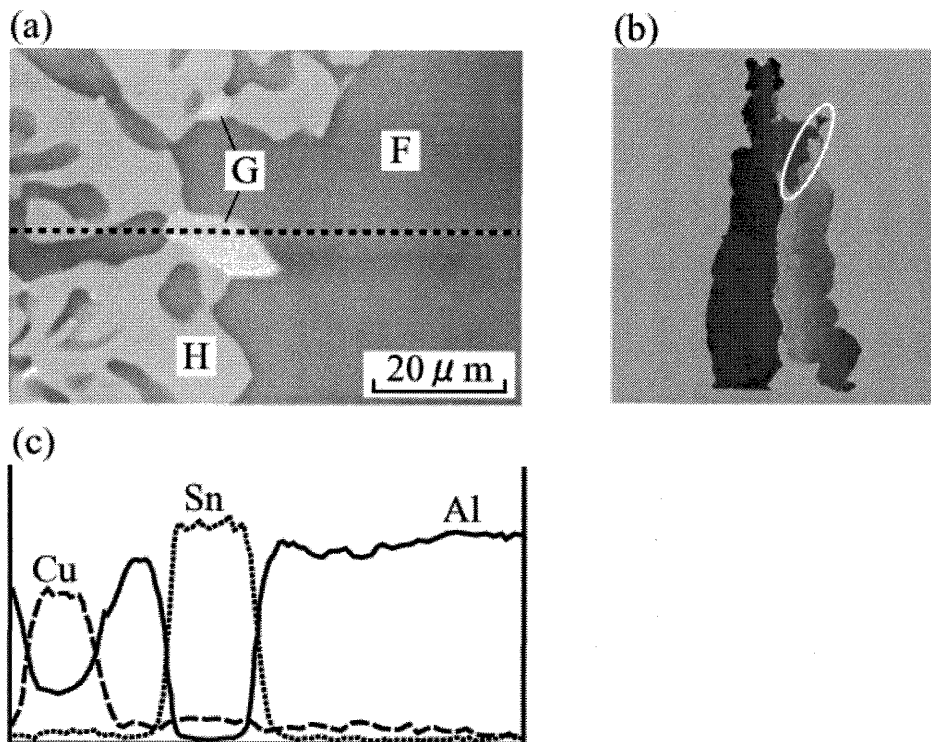


Fig.4.5 (a)Scanning electron micro graphs, (b)appearance and (c)line analysis of interface between Al alloy and Cu alloy of specimen that casting after 196sec.

Table 4.1 Point analysis of the interface between Al alloy casting and Cu alloy casting, Al alloy remelted.

	Al (%)	Cu (%)	Sn (%)	phase		Al (%)	Cu (%)	Sn (%)	phase
A	0	64	36	Cu alloy casting	F	96	4	0	Al alloy casting
B	0	8	92	$\beta$ Sn	G	0	1	99	$\beta$ Sn
C	20	80	0	$\delta$	H	47	53	0	$\theta$
D	49	51	0	$\theta$					
E	94	6	0	$\alpha$					

#### 4. 2. 3. 結言

溶融堆積法の応用として融点の異なる合金（アルミニウム合金および銅合金）を用いることにより異材間の接合処理を要しない異材二重管を作製し，形状制御条件ならびに内外円筒界面の溶着条件を調べ，得られた知見を以下に示す．

- （１）溶着と形状保持を同時に達成するためには、内外筒の積層開始時間間隔の最適化と外筒への適切な冷却が必要であることがわかった．
- （２）アルミニウム合金/銅合金の異材二重管の断面においては，アルミニウム合金/銅合金界面とアルミニウム合金試料の再溶解/未溶解の界面の２つの界面が確認された．また，再溶解の領域が側表面に達することにより，アルミニウム合金外筒の溶断が発生することがわかった．



### 4. 3. 銅合金円筒作製後、アルミニウム合金円筒を作製する方法

#### 4. 3. 1. 実験方法

本節では、最初に銅合金円筒を作製したのち、アルミニウム合金溶湯を銅合金円筒の外側に積層する方式で異材二重管の作製条件を調べた。第2章の実験方法と同様の手順により、内径 12mm の Al-4mass%Cu 合金の円柱状試料を作製した。本節では、銅合金円筒を作製後、室温まで冷却した後にアルミニウム合金を積層するときの積層条件を検討することとした。そのため、銅合金円筒は通常の鑄造法により作製することとした。無酸素銅（純度 99.99%）およびスズ（純度 99.99%）を Cu-20mass%Sn の組成に配合し、フラックス（NaCl）を用いて大気雰囲気下で溶解し、内径 40mm 肉厚 7mm の円筒形状の砂型に鑄込んだ。その後、溶製した銅合金円筒を内径 41mm、肉厚 3mm、高さ 50mm になるように機械加工を施した。銅合金円筒の外側にアルミニウム合金溶湯を直接積層させると、融点の違いが大きいため、アルミニウム合金溶湯の温度を 1173K（過熱度 250K）以上にすることが必要であり、界面溶着を生じる条件では、銅合金の高い熱伝導性のために、銅合金円筒の溶断が生じ易くなる。そこで、予め銅合金円筒を純スズ浴に浸すことによって、銅合金円筒の表面にスズのメッキを施した。

Fig.4.6 に示すように銅合金円筒を傾斜した銅基板上に設置した後、Al-4mass%Cu 合金円柱状試料を電気炉内のムライト管中で溶解し、所定の温度に保持した。次に、ムライト管の上部よりアルゴンガス圧をかけ、Al-4mass%Cu 合金溶湯を下部のノズル部より流出させ、銅合金円筒の外側に積層させることによって異材二重管を作製した。この際、ノズル径、アルミニウム合金溶湯の過熱度、基板の回転速度、傾斜角度、材質を変化させて、アルミニウム合金/銅合金円筒の界面溶着状態およびアルミニウム合金円筒の表面性状について調べた。

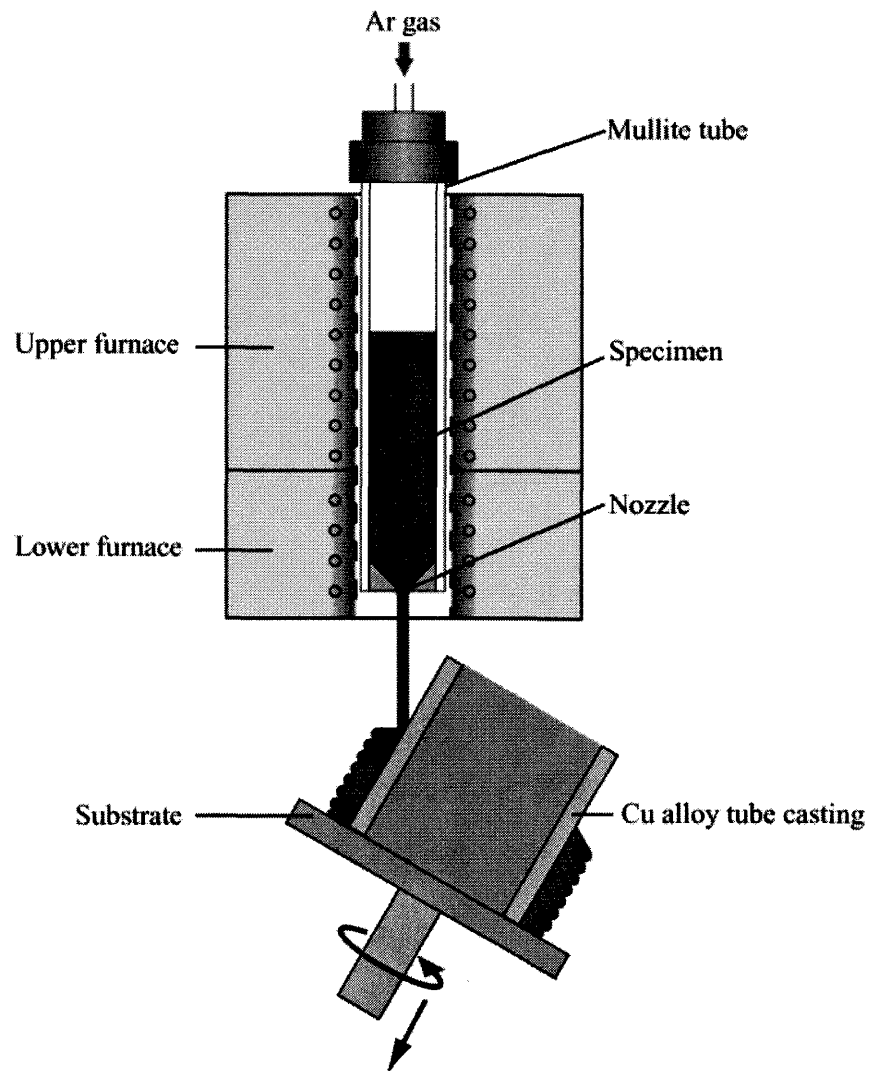


Fig.4.6 Schematic drawing of fused spinning deposition (FSD) apparatus.

#### 4. 3. 2. 結果と考察

##### 4. 3. 2. 1. 界面溶着状態に及ぼすスズメッキの影響

Al-4mass%Cu 合金よりも融点が高い純スズによる表面処理について検討した。Fig.4.7 に 605K すなわち過熱度 100K の純スズ浴に 30 秒間浸漬した Cu-20mass%Sn 合金円筒の表面近傍の組織を示す。スズ浴への浸漬により形成される層は複雑な反応層ではなく、純スズ層であり、浸漬によって新たな金属間化合物の形成はみられなかった。また、形成された層は約  $40\mu\text{m}$  厚さでほぼ均一であることがわかった。

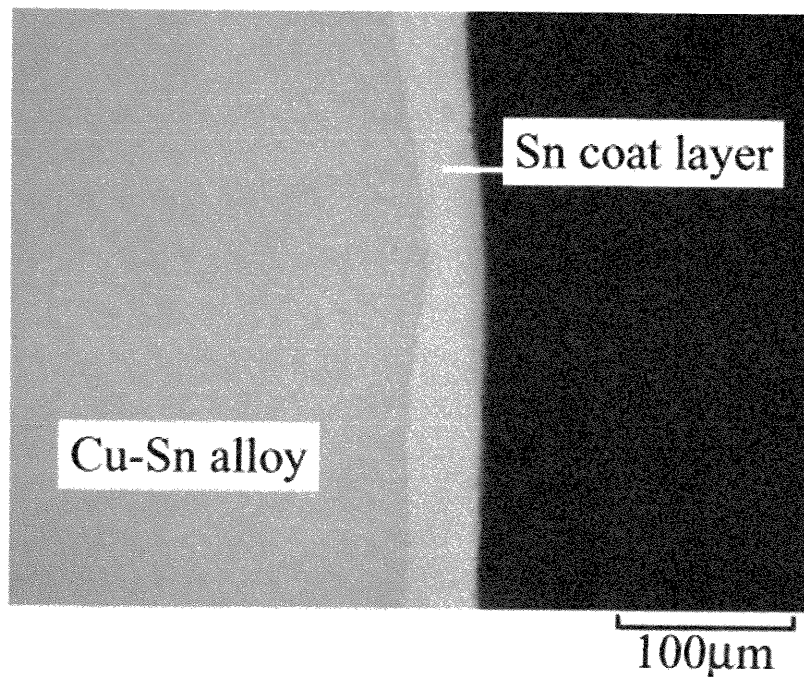


Fig.4.7 Microstructure of Tin coat layer on the surface of Cu-Sn alloy.

#### 4. 3. 2. 2. 形状安定性および界面溶着状態に及ぼす種々のパラメータの影響

##### (1) ノズル径，基板の傾斜角度および基板回転速度の影響

溶湯過熱度 150K，基板の回転速度  $2\text{s}^{-1}$ ，基板の傾斜角度  $25^\circ$ ，銅基板を用いた条件でノズル径を変化させた．ノズル径が大きい（1.0mm または 0.8mm）場合，単位時間当たりの溶湯流出量が増大するため，一定の冷却条件下では，凝固の進行が遅くなる．そのためアルミニウム合金円筒上部で溶湯の垂れ落ちが生じる．以下においては，ノズル径を 0.5mm として異材二重管の作製を行った．

溶湯過熱度 150K，ノズル径 0.5mm，基板の回転速度  $2\text{s}^{-1}$ ，銅基板を用いた条件で基板の傾斜角度を変化させた．アルミニウム合金円筒の側表面状態やアルミニウム合金/銅合金円筒界面の溶着状態に大きな差がみられなかった．このことから，アルミニウム合金円筒の側表面に及ぼす重力の影響は小さいことがわかった．以下においては，アルミニウム合金溶湯を銅合金円筒の外側へ積層し易い基板の傾斜角度として  $25^\circ$  を採用して異材二重管の作製を行った．

溶湯過熱度 150K，ノズル径 0.5mm，基板の傾斜角度  $25^\circ$ ，銅基板を用いた条件で基板の回転速度を変化させた．回転速度が速くなると試料に働く遠心力が大きくなるため，アルミニウム合金円筒の側表面に突起のある凹凸がみられた．さらに一層あたりの溶湯流出量が減少するため，凝固の進行が早くなる．そのため，アルミニウム合金/銅合金界面およびアルミニウム合金円筒内の上下層間の界面において溶着不良がみられた．以上の結果より，アルミニウム合金/銅合金界面およびアルミニウム合金円筒の上下層間の界面が比較的良好な基板の回転速度  $1\text{s}^{-1}$  の条件を採用した．

## (2) 基板材質の影響

Fig.4.8 に溶湯過熱度 150K, ノズル径 0.5mm, 基板の回転速度  $1\text{s}^{-1}$ , 基板の傾斜角度  $25^\circ$  の条件で基板の材質を変化させた作製した試料の外観, 縦断面および組織写真を示す. Fig.4.8 より銅基板を用いた場合, 一部のアルミニウム合金/銅合金界面及びアルミニウム合金円筒内の上下層界面に溶着不良がみられた. 一方, けい酸カルシウム板 (以下, 耐熱基板と呼ぶ) を用いた場合, アルミニウム合金/銅合金界面及びアルミニウム合金円筒内の上下層界面の溶着状態はともに良好であった. これは基板からの冷却の影響が小さくなり, 試料の熱量が保持されやすくなったためと考えられる.

耐熱基板を用いて作製した試料 (Fig.4.8b) のアルミニウム合金/銅合金円筒界面の SEM 組織および線分析結果を Fig.4.9 に示す. また Fig.4.9a に示した A~F の各位置での点分析結果を Table 4.2 に示す. 分析結果から界面の反応層は  $\beta\text{Sn}$  相, Al-Cu 2 元系における  $\alpha$  相,  $\theta$  相および  $\delta$  相から成ることがわかった. 銅合金表面 (銅合金/アルミニウム合金界面) に最も融点の低い  $\beta\text{Sn}$  相がみられる. このことから,  $\beta\text{Sn}$  相が最も融点が低いため, 最終凝固位置は銅合金表面 (銅合金/アルミニウム合金界面) と考えられる. また Al-Cu 2 元系合金に現れる  $\delta$  相がみられる, すなわち Al-4mass%Cu では現れない Cu 元素を多く含んだ中間化合物がみられることから, アルミニウム溶湯からの熱によって銅合金の表層が溶解したものと考えられる.

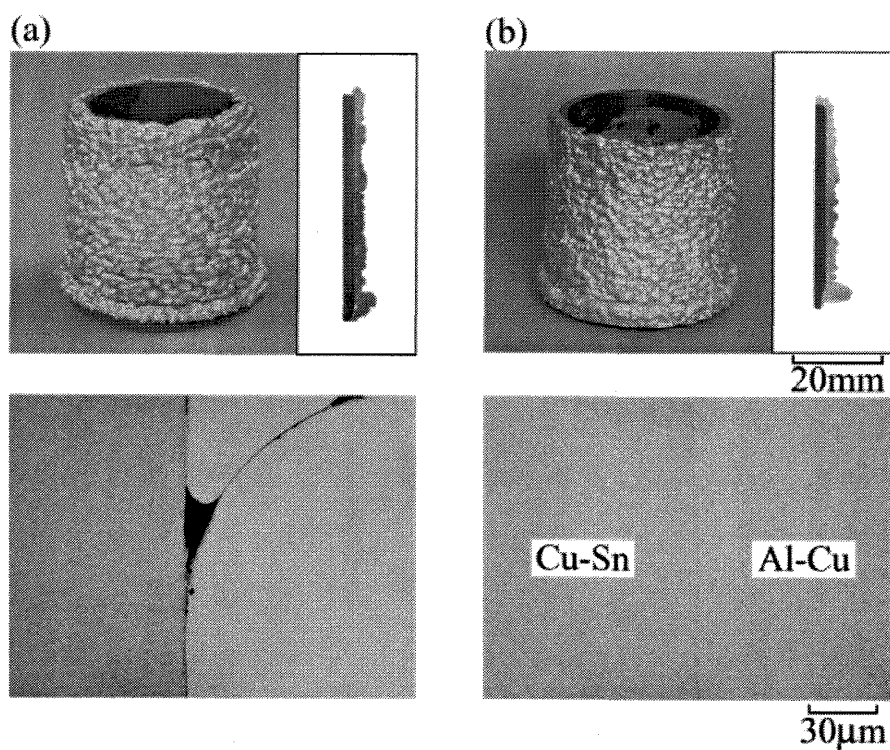


Fig.4.8 Appearance, vertical sections and microstructures of double tube specimens fabricated using (a) copper substrate and (b) heat-resistance board.

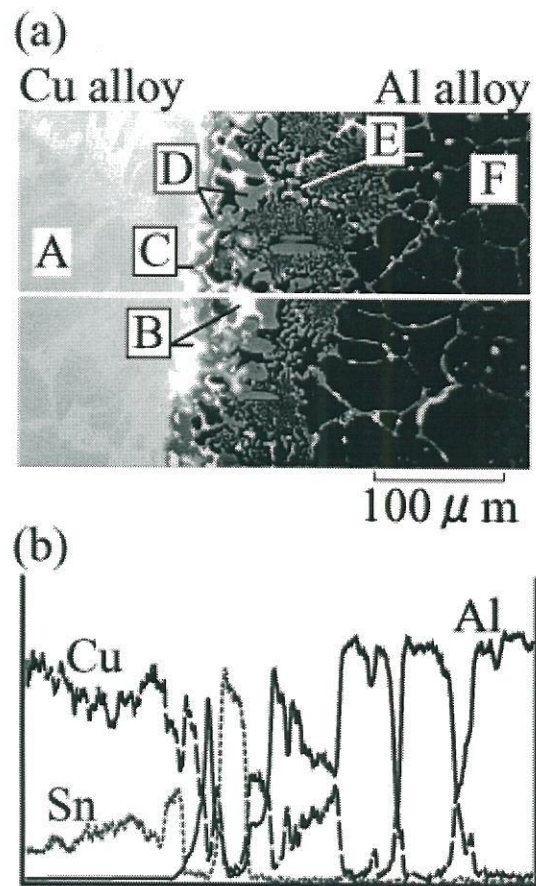


Fig.4.9 (a) SEM image and (b) line analysis across the interface between Al alloy and Cu alloy specimen.

Table 4.2 Point analysis on the microstructure near the interface  
 (a) between Cu and Al alloy castings given in Fig.4  
 (b) between Cu and Al alloy castings given in Fig.6.

(a)					(b)				
	Al (%)	Cu (%)	Sn (%)	phase		Al (%)	Cu (%)	Sn (%)	phase
A	0	79	21	Cu alloy casting	G	0	79	21	Cu alloy casting
B	0	0	100	$\beta$ Sn	H	0	10	90	( $\beta$ Sn)
C	21	79	0	$\delta$	I	25	75	0	$\delta$
D	44	56	0	$\theta$	J	45	55	0	$\theta$
E	94	6	0	$\alpha$	K	94	6	0	$\alpha$
F	96	4	0	Al alloy casting	L	96	4	0	Al alloy casting



### (3) 過熱度の影響

Fig.4.10 にノズル径 0.5mm, 基板回転速度  $1\text{s}^{-1}$ , 基板の傾斜角度  $25^\circ$  の条件で溶湯の過熱度を変化させて作製した試料の外観と縦断面を示す. Fig.4.10 より, 過熱度が増加するとアルミニウム合金円筒の側表面の凹凸は大きくなった. これは, 過熱度が増加すると粘度が低下するため溶湯積層時の衝撃により溶湯の表面形状に大きなゆらぎが生じるためと考えられる.

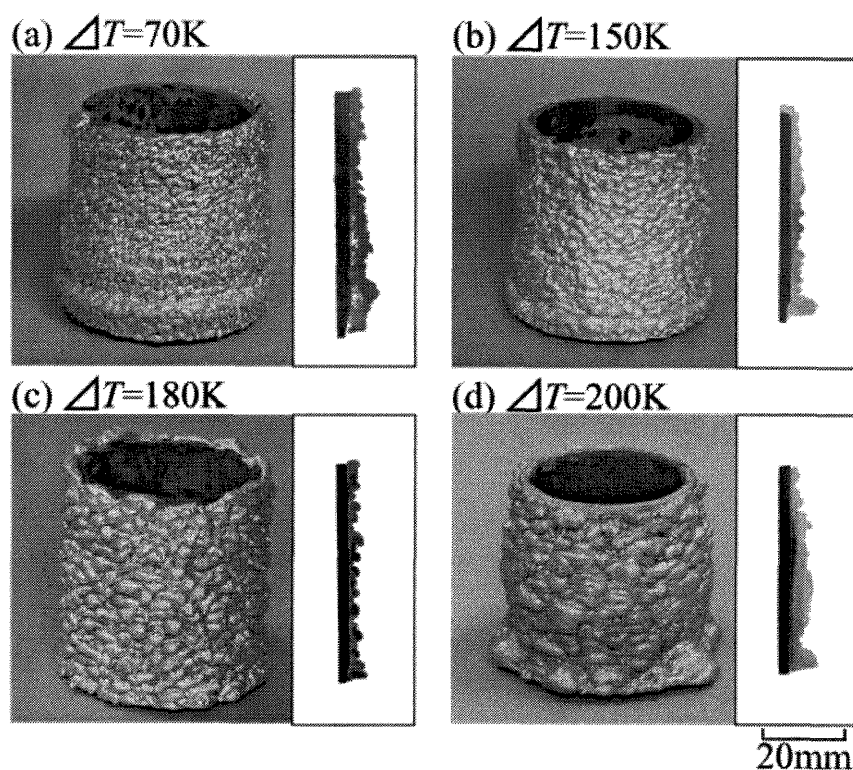


Fig.4.10 Influence of the overheat ( $\Delta T$ ) of Al-Cu alloy melt on the appearance of double tube castings.

過熱度 70K で作製した試料では界面溶着不良がみられたが，過熱度 200K で作製した試料では，アルミニウム合金円筒内に厚い反応層がみられ，さらに一部の界面にはアルミニウム合金円筒の剥離がみられた．**Fig.4.11** に過熱度 200K で作製したアルミニウム合金/銅合金界面近傍の光顕組織，SEM 像および線分析結果を示す．また **Fig.4.11** に示す G～L の各位置での点分析結果 **Table 4.2b** に示す．反応層/アルミニウム合金界面の左側（反応層側）では銅およびスズ元素の含有量が多いことから，アルミニウム合金溶湯によって銅合金円筒が再溶解し，銅およびスズ元素がアルミニウム合金溶湯中へ拡散したと考えられる．また過熱度が高くなると反応層も厚くなることがわかった．

ここで通常，熔融堆積法によって試料を作製する際，下層は溶湯によって再溶解され，下層上部に固液共存域が発生する．この固液共存域内の液相率が 0.3 以上のときは表面張力により試料の側表面は滑らかになると考えられる<sup>(32)</sup>．**Fig.4.11** に示す試料の作製条件（溶湯過熱度 200K）では，界面に厚い反応層がみられることから，アルミニウム合金溶湯は，銅合金円筒の一部が再溶解するのに十分な熱量を持っていたと考えられるが，アルミニウム合金円筒の表面には粗い凹凸がみられる．これは，アルミニウムと比較して銅の熱伝導率が高いため，アルミニウム合金溶湯からの熱は，アルミニウム合金の側表面へ伝わるよりも，銅合金円筒内を伝わり，アルミニウム合金円筒の表面は雰囲気によって冷却されたため，粗い表面が形成されたと考えられる．一方，溶湯からの熱は銅合金円筒内を伝わり，アルミニウム合金/銅合金界面付近のアルミニウム合金および銅合金円筒が再溶解され，再溶解した銅合金はアルミニウム合金溶湯側へ溶け出したと考えられる．

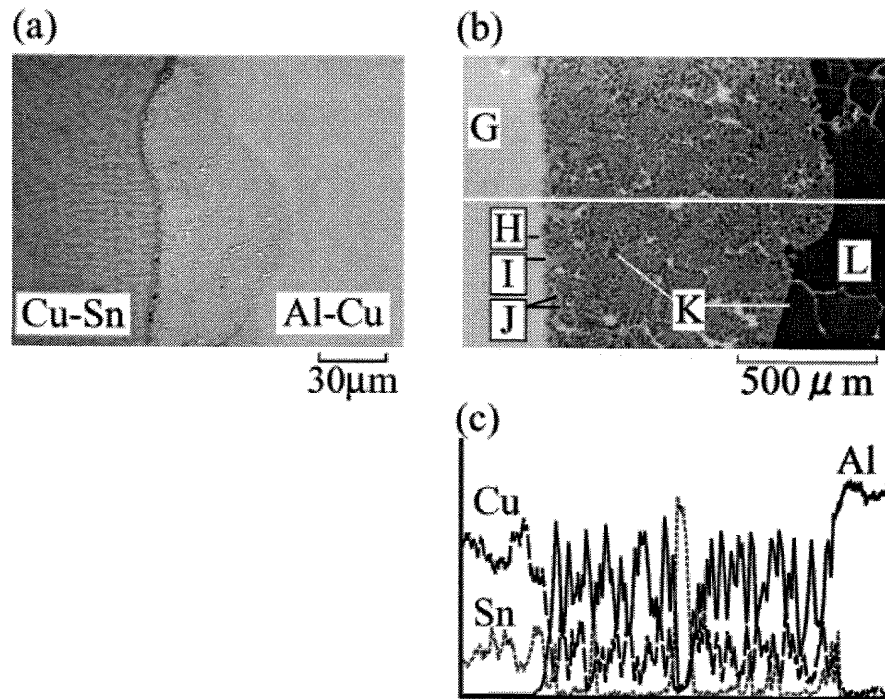


Fig.4.11 (a) Optical microstructure, (b) SEM image and (c) line analysis across the interface between Al-Cu alloy and Cu-Sn alloy in the specimen fabricated with the melt superheat of 200K.

#### (4) 単位長さ・時間当たりの熱量 $q'$ の影響

溶融堆積法により作製した二重管の異材界面の溶着状態と外筒の表面性状は、ノズル径や溶湯過熱度、基板の回転速度などにより複雑な影響を受ける。異材界面の溶着条件は外筒のアルミニウム合金からの入熱により、銅合金内筒表面のスズメッキ層が溶融することが必要条件と考えられる。これを満たすためには、アルミニウム合金溶湯が凝固するまで放出する熱量が、銅合金内筒の表面温度をスズの融点以上に加熱するのに要する熱量より大きくなることが必要となる。また、二重管のアルミニウム合金外筒表面の平滑性は積層された溶湯が凝固するまでの時間に大きく依存する。すなわち積層直後の溶湯は下層との衝突により大きく揺らいだ凹凸形状となるが、その後溶湯の表面張力により、この凹凸は時間と共に減少する<sup>(40)-(42)</sup>。しかし凝固速度が大きいと表面の凹凸が残った状態で凝固するため、粗い表面が形成される。したがって、表面平滑化機構<sup>(29)</sup>が働くためには、凝固中の溶湯の液相率が流動限界固相率 0.3 以上の状態で、保持されることが必要となる。この保持時間は溶湯が凝固するまでの放熱量に依存すると考えられる。以上のことから、銅合金円筒による冷却や、基板の冷却能や雰囲気への放熱などの冷却条件が一定の場合において、二重管の界面溶着条件およびアルミニウム合金外筒の表面平滑性を議論するためには、積層直後の溶湯が凝固するまでの間の放熱量を考えれば良いことになる。

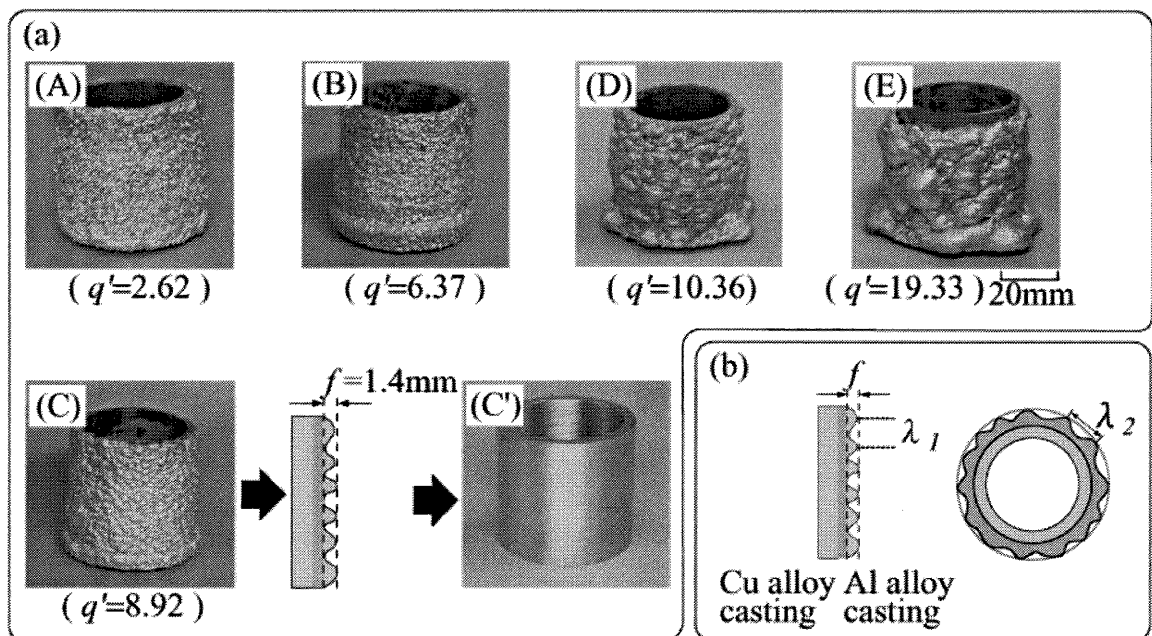
以下においては、積層溶湯の単位長さ、単位時間当たりの放熱量  $q'$  (J/sec・mm) の観点から、本章の実験結果を評価した。ここで放熱量  $q'$  は、3 章と本章の作製条件は異なるため、3.1 式を修正した次式より求めた。

$$q' = (L + C_p \times \Delta T) \times Q \div (2 \pi r) \quad (4.1)$$

ここで、 $Q$  は単位時間当たりの溶湯流出量 (g/sec)、 $r$  はアルミニウム

合金円筒の半径（23.5mm）である。

**Fig.4.12** に示す異材二重管試料の縦断面におけるアルミニウム合金円筒表面の凸部の間隔（ $\lambda_1$ ）および表面粗さ（ $f$ ）ならびに横断面における凸部の間隔（ $\lambda_2$ ）を測定した。**Fig.4.13** に、縦断面の凸部の間隔  $\lambda_1$ 、横断面の凸部の間隔  $\lambda_2$  および側表面の粗さ  $f$  を放熱量  $q'$  の関数として示した。ここで、縦断面の凸部の平均間隔  $\lambda_1$  は、**Fig.4.12b** に示すように、試料の縦断面上部において 10 個の凸部の距離を測定し、それを凸部の数（10）で割ることによって算出した。一方、横断面の凸部の平均間隔  $\lambda_2$  は、**Fig.4.12b** に示すように、試料の中央高さの横断面において、表面の凸部の周囲長を測定し、それを凸部の数で割ることによって算出した。また側表面の粗さ  $f$  は、薄肉部（凹部）と厚肉部（凸部）の差としてもとめた。



**Fig.4.12** (a) Appearance of double tube castings fabricated with different amounts of evolved heat ( $q'$ :J/(sec·mm)) and (b) definitions of spacings  $\lambda_1, \lambda_2$  and surface roughness  $f$ . (C) before and (C') after surface machining.

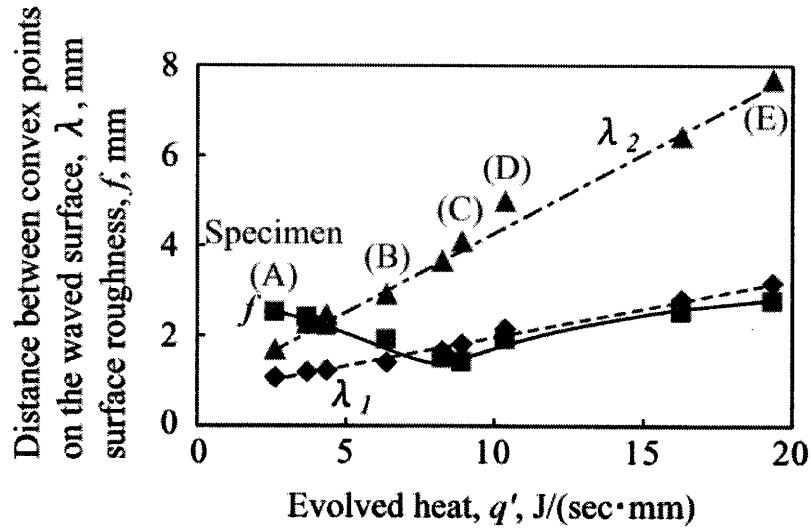


Fig.4.13 Distance between convex points on the waved surface and surface roughness as function of evolved heat during cooling from the pouring temperature to the termination temperature of solidification temperature.

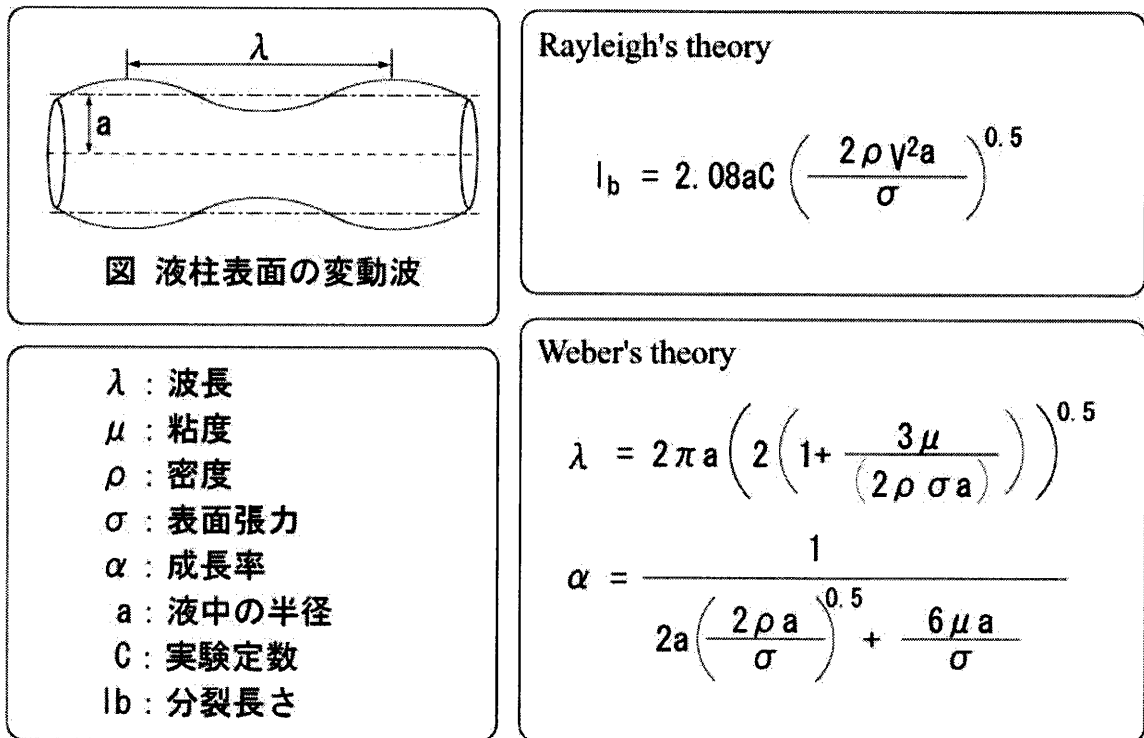


Fig.4.14 Schematic drawing and various theory of liquid shape through nozzle.

放熱量  $q'$  が増加するとともに縦、横断面の凸部の間隔  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  は増大する傾向がみられた。(4.1) 式より、アルミニウム合金円筒の半径が一定のとき、放熱量  $q'$  は溶湯流出量  $Q$  と溶湯過熱度  $\Delta T$  に依存する。Fig.4.13 は、ノズル径 (0.5mm) が一定で基板回転速度および溶湯過熱度を変化させたときの表面性状と放熱量  $q'$  の関係をまとめたものである。したがって、横軸の放熱量  $q'$  の増大は基板回転速度の減少による溶湯流出量  $Q$  の増加ならびに過熱度の増大を表しており、積層された層の凝固の遅れ (凝固時間の増加) を意味している。レイリーらの理論<sup>(43)</sup>によると、Fig.4.14 に示すように、ノズル部を通して流出した糸状の液体 (溶湯) の表面にはゆらぎが生じ、Fig.4.14 に示した式によって表される波状形状となる。そのため、溶湯が基板上あるいは既に積層された層の上に積層されるとき、溶湯のゆらぎがそのまま持続し、溶湯表面は Fig.4.12b の横断面の図に示すような、凹凸の形状を生じると考えられる。積層された溶湯が凝固しないときには、この波状ゆらぎは、レイリー理論で示されるある一定の波長をもった安定した波状形状に減衰する。このような、表面の凹凸の減衰過程において、凝固が進行する場合には、凸部は凹部に比べ凝固の進行が遅れる。また、その上部に次の溶湯が積層される際には、上層と下層が一体となり、凸部の膨らみが増大する。これら二つの要因により、縦、横断面の凸部の間隔  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  が増大したものと考えられる。

次に、側表面の粗さ  $f$  は放熱量  $q'$  が増加すると一旦減少し、その後、放熱量  $q'=9\text{J}/(\text{sec}\cdot\text{mm})$  を境に増大した。この初期における側表面粗さ  $f$  の減少は、放熱量  $q'$  (溶湯流出量  $Q$  または溶湯過熱度  $\Delta T$ ) が増大すると、溶湯が下層の上に積層されたときに、下層表面が再溶解して、上下層が溶着し、再溶解により生じた固液共存域内の液相の表面張力によって滑らかとなったと考えられる。一方、後期における側表面粗さ  $f$  の増大は、 $\lambda_1$  および  $\lambda_2$  と同様の原因により、上層と下層が一体となることによって、凸部の膨らみがより大きくなり、表面粗さも増大したものと考えられる。

放熱量  $q'$  が  $20\text{J}/(\text{sec}\cdot\text{mm})$  の試料 (Fig.4.12 の試料 E) では、凝固の進行が大きく遅れるため、アルミニウム合金/銅合金円筒界面に剥離が生じた。このような剥離は積層試料の上部において発生したことから、下層のアルミニウム合金が上部に積層された溶湯からの熱により再溶解されて、固液共存域内の液相率が 0.7 以上<sup>(39)</sup> となり、固体スケルトン構造が崩れて、形状を維持できなくなった状態で、回転基板の遠心力によって剥離したものと考えられる。

Fig.4.13 の放熱量  $q'=9\text{ J}/(\text{sec}\cdot\text{mm})$  の条件 (ノズル径 0.5mm, 基板の回転速度  $1\text{s}^{-1}$ , 基板の傾斜角度  $25^\circ$ , 過熱度 150K) で作製した試料 C において、比較的平滑な表面をもつ二重管試料が得られた。この試料の表面の凸部を機械加工した試料の外観を Fig.4.12 の C' に示す。表面の凹凸を研削により落とすことによって、良好なアルミニウム合金/銅合金の接合界面を持つ、肉厚 4.5mm (銅合金円筒: 3mm, アルミニウム合金円筒: 1.5mm) の異材二重管を FSD 法により作製できることがわかった。



#### 4. 3. 3. 結言

熔融堆積法の応用として融点の異なる合金（アルミニウム合金および銅合金）を用いることにより異材間の接合処理を要しない異材二重管を作製し，形状制御条件ならびに内外円筒界面の溶着条件を調べた．得られた知見を以下に示す．

- (1) ノズル径が大きいと単位時間当たりの溶湯流出量が多くなるため，積層中の試料の放熱量が過剰となり，形状を維持し難くなることがわかった．
- (2) 傾斜角度によるアルミニウム合金円筒の側表面の凹凸に顕著な差はみられなかった．回転速度が速くなると遠心力が大きくなるため，アルミニウム合金円筒の側表面の突起が大きくなることがわかった．
- (3) 耐熱基板を用いることで，良好な界面溶着が得られることがわかった．また，溶着界面には $\beta$  Sn 相， $\alpha$  相， $\theta$  相および $\delta$  相からなる反応層が形成されることがわかった．さらに，過熱度を増加させると，アルミニウム合金溶湯によって銅円筒が侵食され，反応層が厚くなることがわかった．
- (4) 異材二重管のアルミニウム合金円筒における表面状態（凸部の間隔や表面粗さ）は，種々のパラメータを統合した放熱量  $q'$  によって整理できることがわかった．単位長さおよび単位時間当たりの放熱量  $q'$  が増加すると，アルミニウム合金外筒の表面の凹凸の間隔は増大した．また，表面粗さ  $f$  は放熱量  $q'$  の増加とともに一旦減少し， $q'=9\text{J}/(\text{sec}\cdot\text{mm})$  を境にして，その後，増大することがわかった．